

# 铁电陶瓷材料在交变电场作用下疲劳研究进展

陈志武<sup>1,2</sup>, 程璇<sup>2</sup>, 张颖<sup>2</sup>

(1. 华南理工大学, 广东 广州 510640)

(2. 厦门大学, 福建 厦门 361005)

**摘要:**通过对铁电陶瓷疲劳失效研究现状的文献综述, 概述了国内外在电疲劳和电致疲劳的机理、影响因素和实验手段等方面的研究进展。通过分别对各类电疲劳机理和各种电致疲劳模型进行讨论, 比较了各种理论和模型之间的不同之处, 指出了为掌握铁电陶瓷疲劳失效机理尚需解决和澄清的问题。

**关键词:**铁电陶瓷; 电疲劳; 电致疲劳

中图法分类号: O347

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2004)07-0673-06

## 1 引言

铁电陶瓷材料具有优良的机电耦合效应和对外加电场迅速反应的能力, 是 1 种优良的活性材料。该材料已被广泛应用于制作常规元器件以及应用于微驱动器、微执行器、光储存元件等高科技和信息电子产品中。其中, 分辨率可达数十纳秒, 响应时间为毫米级的陶瓷位移驱动器是当代高新技术迫切需要的功能器件, 它在精密光学、激光通讯、精密机械加工等高新技术领域中得到广泛的应用<sup>[1,2]</sup>。然而, 用于微驱动和微执行器中的铁电陶瓷材料需在循环往复、甚至高频电场下运行, 在经过大量周期性加载后, 铁电陶瓷材料会老化, 导致器件的功能退化和失效。因而, 铁电材料在交流电场循环加载下发生疲劳失效是设计和操作由该材料制成的驱动和执行装置所应该关注的问题<sup>[3]</sup>。本文从铁电陶瓷电疲劳、电致疲劳现象及其机理和影响因素出发综述了近年来国内外在铁电陶瓷疲劳研究方面取得的进展。

## 2 铁电陶瓷的电疲劳

电疲劳是指在交变电场下的材料电学性能的劣化, 典型特征为随着电场循环次数的增加, 铁电陶瓷剩余极化强度降低和矫顽场上升<sup>[4,5]</sup>。

### 2.1 电疲劳机理

尽管对于铁电陶瓷的电疲劳现象的研究已有 40 多年的历史, 各国学者也陆续提出了不少电疲劳机理, 但是并没有达成统一的认识, 有时常常彼此矛盾。目前较

为广大学者接受的电疲劳起因主要有 3 类<sup>[6~13]</sup>。

#### 2.1.1 内应力集中

该机制认为, 陶瓷中存在内应力, 其在极化反转中, 应力来不及释放可造成微裂纹, 后者破坏了电场的连续性, 使晶体中越来越多的自发极化不能被电场反转。关于内应力的起因, 不同学者有着不同的看法。

Plessner<sup>[13~17]</sup>等人认为内应力是由于电畴在电场作用下发生非 180° 转动造成的。因为电畴的非 180° 转动必然伴随着晶胞沿初始极化方向收缩, 沿新的极化方向伸长, 从而发生畴变应变, 由于各晶粒间不能协调变形, 导致在晶体内部形成局部应力集中诱发微裂纹。Tsurumi<sup>[18]</sup>推导出四方铁电陶瓷中 90° 畴变所引起的应变  $S_d$  的近似公式, 其如下式所示:

$$S_d = \frac{[R(E) - R(0)](c - a)}{[1 - R(0)]a + R(0)c} \quad (1)$$

$$R(E) = \frac{I_{002}(E)}{I_{200}(E) + I_{002}(E)} \quad (2)$$

式中:  $E$  为外加电场强度;  $I_{002}(E)$  和  $I_{200}(E)$  分别为在  $E$  作用下试样的 XRD 谱图中 002 和 200 峰强;  $a$  和  $c$  为晶胞参数。

Nuffer<sup>[19]</sup>等人对预留绝缘边的透明 PLZT 陶瓷片进行了电疲劳研究, 并用光学显微镜观察到微裂纹从电极的边缘向陶瓷材料内部扩散。他认为绝缘边由于没有镀上电极, 不会承受电场, 故材料在交流电场作用时, 电极边缘两边变形不一致, 故而在该处造成大的应力集中, 诱发微裂纹。与此相类似, Furuta 和 Uchino<sup>[20]</sup>对具有多层内置电极的铁电陶瓷调节器进行了疲劳检测,

收到初稿日期: 2002-10-08; 收到修改稿日期: 2004-02-09

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(20073036)

作者简介: 陈志武, 男, 1975 年生, 博士, 华南理工大学材料学院电子材料科学与工程系, 广东 广州 510640, 电话: 020-87110061

发现微裂纹从电极的边缘处起裂,他也认为这是在电极边缘两边的陶瓷材料变形不一致引起大的应力集中所致。Carl<sup>[21]</sup>认为由于材料的压电性、热膨胀系数的各向异性等产生的内应力集中导致裂纹的产生。

人们已经用 TEM<sup>[22]</sup>和 SEM<sup>[23,24]</sup>直接观测到电疲劳试样中由于内应力集中而引发的微裂纹。非直接判断材料中存在微裂纹的方法还有测量陶瓷材料的弹性常数<sup>[25]</sup>和交流阻抗<sup>[26]</sup>。

### 2.1.2 畴钉扎模型

根据畴钉扎模型,由于在交流电场循环作用过程中,铁电畴逐渐被钉扎,进入低能状态,部分极化很难参与反转,极化强度逐渐减小,造成电疲劳。但是对引起畴钉扎的主导因素,还存有不同的看法。

Merz<sup>[7]</sup>, Dederichs<sup>[27]</sup>等人认为铁电陶瓷中存在空间电荷,而且极化反转时可由电极注入载流子形成空间电荷。空间电荷在极化电场的作用下将定向排列,对极化起屏蔽作用,对电畴造成钉扎效应,使这些极化很难参与反转过程。Pan<sup>[28]</sup>等人认为陶瓷内部的空间电荷在外电场作用下重新分布,组成与外电场方向相反的空间电荷场,由于极化电场反转比空间电场快,因此在反转过程中,空间电场总是落后于极化电场,导致一部分畴被钉扎,并且在循环过程中积累,造成电疲劳。Jiang<sup>[29]</sup>等人认为空间电荷易被陶瓷中的孔隙俘获,在交变电场作用下,空间电荷被注入晶粒和晶界,与畴壁和畴中缺陷作用,使畴重新取向至最小能量畴态,畴翻转能力减小,导致电疲劳。许多学者却认为陶瓷中的氧空位是造成畴被钉扎的主要原因<sup>[30,31]</sup>,这对于 PZT 或 PLZT 铁电陶瓷系统尤为严重。这是因为此类材料在制备过程中,氧化铅在高温下易挥发,在陶瓷材料中留有大量的氧空位。氧空位在电场作用下,能向电畴壁移动,并与其发生作用,对畴壁产生钉扎。Arlt<sup>[32,33]</sup>等人认为,在立方结构如四方结构的 PZT 中,在电场作用下,90°畴回转至 180°结构,以降低应变能,同时释放出内应力,而铁电陶瓷中的 180°畴易被内应力钉扎,造成可转动畴减小而导致疲劳。

畴钉扎模型认为,电疲劳试样在铁电-顺电相变温度以上加热一段时间后,空间电荷或缺陷对畴的钉扎会被消除,电滞回线可部分或全部恢复。此现象在多次实验中得到证实<sup>[28,29,34]</sup>。

### 2.1.3 电极-陶瓷界面损害

该机制认为,由于陶瓷-电极界面在电场循环作用下逐渐受到损害,部分电极失效,导致电疲劳。

Taylor<sup>[9]</sup>和 Jiang<sup>[4]</sup>等人将铁电陶瓷的电疲劳归结为不合适的电极连接或表面处理造成的表面损伤,而不是陶瓷内部结构的破坏。Jiang<sup>[4]</sup>认为经过一般表面处理的陶瓷材料表面留有有机溶剂等污染物,在高交

变电场作用下界面有可能存在电化学反应、电晕现象和接触损伤。这都将导致电极-陶瓷界面受损。电极受损区与未受损区电场分布不一致,导致应变不均,诱发微裂纹,使陶瓷电性能恶化和机械破坏。

Jiang<sup>[29]</sup>等对 PZT 铁电陶瓷进行电疲劳实验过程中观察到电极-陶瓷界面损伤区与未损伤区颜色有差异。白辰阳<sup>[34]</sup>等人在 PMN-PNN-PZ-PT 陶瓷中发现类似现象。他们发现,电疲劳试样表面被电极区域的颜色由黄色变为灰暗的颜色,扫描电镜能谱分析表明被电极区的 Ag 含量明显高于非疲劳区,这是因为 Ag 离子在较高电场作用下向陶瓷体内迁移。

Pan<sup>[35]</sup>等人认为在 Pb(Zr,Ti)O<sub>3</sub> 铁电陶瓷烧结过程中,由于 PbO 易挥发,留下氧和铅空位等肖特基(Schottky)类型的点缺陷,在烧结和冷却过程中,陶瓷材料又从周围气氛中吸收氧气,形成电子空穴,这个过程使得烧结成的铁电陶瓷成为 P-类型的。陶瓷材料在交流电场循环作用下,电子从电极注入电极-陶瓷界面,并与电子空穴发生电化学反应,造成氧气的逸出。而氧气的逸出将在电极表面造成大量的点缺陷,使部分电极失效,从而引发电疲劳。

Yoo<sup>[36,37]</sup>和 Arlt<sup>[38,39]</sup>等却认为,陶瓷内部缺陷如氧空位,铅空位以及其它活跃的杂质离子在交流电场作用下,容易向电极-陶瓷界面迁移并被其俘获,而这将导致界面结构受损,从而使极化减小。

## 2.2 影响电疲劳的因素

### 2.2.1 电场强度 $E$

一般认为,当外加电场强度  $E$  小于矫顽场强  $E_c$  时,电疲劳并不明显,而当  $E$  大于  $E_c$  时,电疲劳明显,电性能下降很快<sup>[40]</sup>。白辰阳<sup>[34]</sup>等人对 PLZT 研究发现,当疲劳电场较小时,空间电荷对畴壁的钉扎是最主要的,这时疲劳程度较小;而当疲劳电场较大时,电化学反应、缺陷运动和 Ag 离子迁移开始起主要作用,材料出现明显疲劳且不能恢复。

### 2.2.2 陶瓷成分

Taylor<sup>[9]</sup>对 24 种不同成分的掺铋 Pb(Zr,Sn,Ti)O<sub>3</sub> 电疲劳现象进行了研究,发现疲劳速度与陶瓷成分有很大关系,陶瓷成分不同,其晶体结构不同,电疲劳性能差别很大。Jiang<sup>[41]</sup>认为,与铁电正交相相比,菱方相和反铁电相在极化反转过程中产生的内应力要小得多,因而疲劳寿命更长。

### 2.2.3 孔隙率

Jiang<sup>[29]</sup>认为材料的孔隙率大小不同,其电疲劳性能差异很大。试样的孔隙率越大,试样的电疲劳速度越快。这是因为孔隙易俘获空间电荷。按照畴钉扎模型,孔隙率越大,俘获的空间电荷越多,疲劳也越快。

### 2.2.4 温度

Jiang<sup>[41]</sup>认为温度对电疲劳有显著的影响。当材料处于高温顺电相时,自发极化和畴消失,基本上没有电疲劳。而当温度低于居里温度时,电疲劳较明显。一般而言,此时温度越高,畴反转越容易,疲劳速率也越低,这是因为:随着温度的升高,四方相轴比  $c/a$  变小,则  $90^\circ$  畴变所造成的内应力愈小;提高温度可使矫顽场变小,实际上也使畴运动更容易进行;提高温度还可以降低空间电荷对畴运动的阻碍作用。

### 2.2.5 疲劳电源

Merz<sup>[7]</sup>和 Anderson<sup>[8]</sup>报道了正弦波和脉冲波电源对 BaTiO<sub>3</sub> 单晶的疲劳特性有影响,而 Taylor<sup>[9]</sup>得到的结果却与之相反,他发现当交变电场波形从正弦波变成脉冲波时,疲劳特性基本没有什么变化。Stewart 和 Cosentino<sup>[10]</sup>也有类似的结果。

### 2.2.6 其他因素

影响铁电陶瓷电疲劳的因素还很多,如 Jiang<sup>[42]</sup>发现对于热等静压的 PLZT 而言,晶粒尺寸越大,疲劳速率越快;他还<sup>[4]</sup>发现表面质量对电疲劳性能有影响,经超声波清洗过表面后的试样其疲劳寿命是传统清洗方法的 1 000 倍;Merz<sup>[7]</sup>和 Anderson<sup>[8]</sup>报道了环境对其电疲劳性能也有影响,当 BaTiO<sub>3</sub> 单晶在真空、N<sub>2</sub>、H<sub>2</sub> 或 He 中反转时,电滞回线有损失,而在 O<sub>2</sub> 或干燥的空气中的交变电场作用下,电滞回线能恢复到原来的形状,而 Stewart 和 Cosentino<sup>[10]</sup>却认为环境对电疲劳没有影响。

## 3 铁电陶瓷的电致疲劳

研究者将电疲劳的概念延拓至电致疲劳,即指材料力学性能和电学性能在外电场作用下的劣化<sup>[5,43~48]</sup>,主要指铁电材料在交变电场作用下产生裂纹疲劳扩展。

### 3.1 各种电致疲劳实验

Cao 和 Evans 最早定量报道了电致疲劳下的疲劳裂纹扩展<sup>[43]</sup>。他们发现当外加电场低于 0.9 倍的矫顽场时,疲劳裂纹扩展量较小,大约为 50 nm,然后止裂;而当外加电场大于 1.1 倍的矫顽场时,裂纹将不断扩展,并达到与裂纹长度无关的稳态阶段。由此,他们认为电致疲劳主要发生于超矫顽电场加载。Weitzing<sup>[44]</sup>却得到与其不同的结果,他采用  $1.5E_c$  对 PZT 材料进行了疲劳实验。发现随着循环次数的增加,裂纹扩展速率减小,当循环到  $10^5$  次~ $10^6$  次时,裂纹停止扩展。Lynch<sup>[45~47]</sup>等人报道了交变电场下电致疲劳断裂的进一步实验结果。他们将 PLZT8/65/35 浸泡在绝缘的硅油中,在线拍摄了其在交变电场施加时造成的双折射条纹,他们发现裂纹扩展呈枝叉状,随裂纹扩展在上下裂纹岸的尾区遗留下 2 条高残余应力带,由裂纹扩展中激发的不可逆畴变造成。Zhu<sup>[48]</sup>等人对亚矫顽场下的疲劳裂纹扩展进行了研究,发现随着电场的翻转,通过长焦距显微镜可实

时观察到裂纹起裂、扩展、然后止裂的扩展过程;当电场方向翻转时,裂纹又再度起裂、扩展、止裂。这一过程不断重复,裂纹循环向前扩展。

电致疲劳与机械疲劳的断口形貌有着本质差别<sup>[43]</sup>。Lynch<sup>[45]</sup>的实验观察表明:对于 PLZT8/65/35 材料而言,机械疲劳的裂纹断口呈现出鲜明的塑性流动花纹,而电致疲劳断口却呈现出典型的沿晶解理断裂特性。这一形貌差别预示了二者疲劳断裂的机理不同。

### 3.2 电致疲劳模型

针对实验观察到的电致疲劳现象,人们提出了各种模型,而完整的电致疲劳模型应具备 4 个要素<sup>[5]</sup>:(1)电致疲劳的断裂能力;(2)止裂的预测能力;(3)反向加载下的再起裂的预测能力;(4)正确的预测疲劳裂纹的扩展速率。常见的电致疲劳模型有以下 4 种。

#### 3.2.1 电击穿模型<sup>[5]</sup>

人们认为交变电场下的裂纹疲劳扩展源于反复的电击穿。在电击穿模型下,电加载造成裂纹尖端高度集中的电场,若该电场超过了该处的击穿强度,便发生电击穿,造成裂纹延展,裂纹延展后,在其前方发生新的电场集中和新的电击穿,由此循环往复,造成交变电场下的疲劳断裂过程。电击穿模型无法解释材料断裂表面无电击穿痕迹这一事实,此外,无论缺陷是导电的、绝缘的、还是部分导电的,都会发生电致疲劳断裂,这一点无法用电击穿模型来解释。显然它不具备 1, 4 要素。

#### 3.2.2 裂纹尖端小范围放电模型

Lynch 等<sup>[45~47]</sup>和杨卫<sup>[49]</sup>借助于驰豫铁电体研究成果,提出了 1 个解释交变电场下裂纹循环扩展的电失效力学模型。该模型表明在非均匀电致应变下裂纹发生扩展,随后由裂纹面放电效应而造成止裂,当电场逆转时造成的裂纹再度扩展。

为了阐述这一模型<sup>[49]</sup>,先讨论局部放电的影响。记杨氏模量为  $Y$ ,饱和畴变为  $\tilde{a}_s$  和电场强度因子为  $K_E$ ,则驰豫铁电体绝缘裂纹顶端应力强度因子  $K_I$  为:

$$K_I \approx 0.25 K_E Y g_s / E_c \quad (3)$$

现讨论绝缘裂纹在交变电场下的电致疲劳失效。在单向加载时,导致如(3)式的应力强度因子,若它大于材料的断裂韧性,裂纹面将向前延伸。在强大的裂尖电场下,钙钛矿结构陶瓷中的裂纹扩展将使其晶格分离后呈现残余电荷。新形成的裂纹表面的残余电荷分布将降低其电位移,从而降低了裂纹处的电能,并抑制裂纹前方原呈垂直极化的晶体翻转为裂纹后方呈水平极化的晶体。也就是说,局部放电和表面残余电荷使驰豫铁电体产生某种迟滞效应。残余电荷对新裂纹表面的畴变阻滞效应造成驱动断裂的应力强度因子随裂纹扩展长度而下降。若用  $\Delta a$  表示裂纹扩展量,

则可按(4)式计算应力强度因子:

$$K_I(\Delta a) = \frac{Yg_s}{6\delta(1-\nu^2)} \{ [1+(7+6\nu)q](\sqrt{r_s+\Delta a} - \sqrt{\Delta a}) - [7+(1-6\nu)q]\sqrt{\Delta a} \} \quad (4)$$

其中:  $\nu$  和  $q$  分别为材料的泊松比和电泊松比;  $r_s$  为电饱和区半径。由(4)式可见, 随裂纹扩展量  $\Delta a$  增加,  $K_I(\Delta a)$  下降。若这一应力强度因子下降到低于材料的断裂韧性, 裂纹扩展就终止。当电场逆转时, 残余电荷与反向电场的电位移相加, 使得裂纹尖端场加强, 从而起到协助电畴翻转的作用。

裂纹尖端小范围放电模型没有考虑裂纹扩展对电场的影响, 也未考虑裂纹扩展造成的畴变尾区。它毕竟没有抓住铁电体在交变电场下由于反复畴变而产生疲劳断裂的本质, 因此只能是一个辅助模型。

### 3.2.3 楔桩模型

Cao 和 Evans<sup>[43]</sup>提出了楔桩模型来解释超矫顽电场下电致疲劳断裂, 参见图 1。

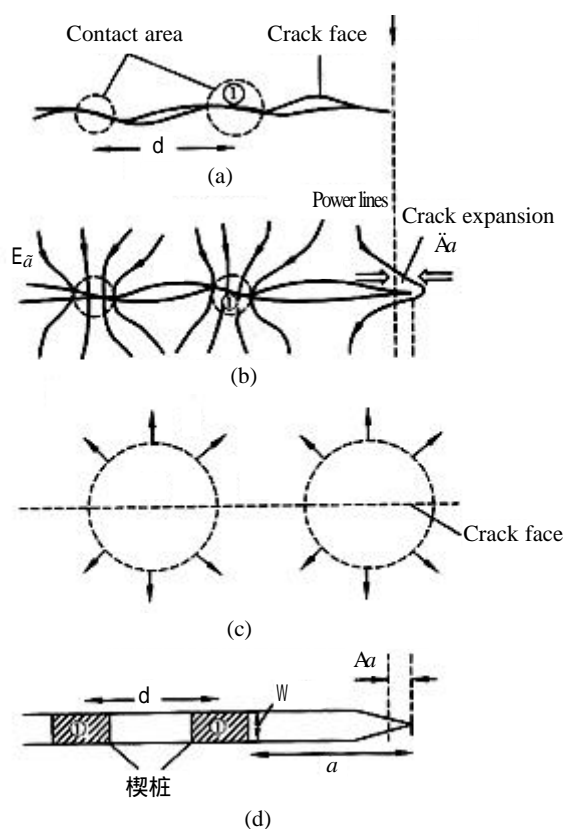


图 1 楔桩模型示意图

Fig.1 Schematic illustrations for the wedge model: (a) field free, (b) field generated, (c) stress caused by strain dislocation in (1) and (2) area, and (d) Wedging model

该模型由下列要素组成<sup>[43]</sup>: (1)疲劳断口为沿晶断裂, 凹凸不平。在超矫顽电场下, 裂纹表面产生部分接触。记接触区为区, 分离区为区, 如图 1a 所示。

(2)电场加载时, 在接触区产生电场集中, 分离区出现电场消退。区的电场方向大致垂直于裂纹。电场引起电致应变: 区沿垂直于裂纹方向伸长, 沿平行于裂纹的方向收缩, 起楔桩作用, 如图 1b 所示。(3)区的电致应变造成区中出现双向拉应力状态, 如图 1c 所示。该应力可能造成裂纹的延伸。(4)因为拉应力场局部地出现于孤立分布的诸区之中, 所以裂纹在类似于楔桩的区作用下, 扩展一段距离后即行终止, 如图 1d 所示。扩展量大致相当于相邻区的间距。

楔桩模型有 3 点不足: (1)它完全依赖与凹凸表面的接触行为, 而在浸泡硅油中且不发生接触的缺陷处仍可能出现疲劳断裂扩展; (2)该模型从本质上来说并不具有迟滞效应。对正向和反向的电场加载, 虽然电场变号, 但电致应变却保持不变, 因此该模型难于同时解释止裂和反向再度起裂现象; (3)该模型所预测的每循环裂纹扩展量仅与裂纹表面凹凸的波长有关, 而与缺陷宏观几何及外加电场无关, 这显然与实验事实不符。

### 3.2.4 基于畴变力学的电致疲劳模型

Yang<sup>[51]</sup>与 Zhu<sup>[50]</sup>提出由交替畴变而导致的疲劳裂纹扩展的理论模型, 图 2 是该模型的示意图, 图中  $E$  是外加场强,  $P_r$  是铁电畴剩余极化强度。考虑完全极化的单畴铁电体, 内部电畴均沿极角  $\varphi = \delta/2$  方向。如图 2a 所示, 当  $\varphi = [-\delta/2, \delta/2]$  时, 铁电畴发生  $180^\circ$  畴变; 而当  $\varphi \in [-\delta, -\delta/2] \cup [\delta/2, \delta]$  时, 发生  $90^\circ$  畴变。在负电场作用下  $90^\circ$  畴变区的畴变效应由下式给出:

$$K_{tip} = \frac{9}{16\delta} h_E K_E \quad (5)$$

此处,  $h_E$  是 1 个与材料的弹性常数、畴变应变、 $90^\circ$  畴变的体积百分比和  $E_c$  相关的组合材料常数。由(5)式可见, 随着外电场强度  $K_E$  的增加, 裂纹尖端的应力强度因子  $K_{tip}$  逐渐增加, 当  $K_{tip}$  达到材料的本征断裂韧性时, 裂纹将起裂扩展。随着裂纹的起裂扩展, 裂纹尖端附近的集中电场不断诱导新的畴变, 此时  $90^\circ$  畴变区边界由 3 段组成(如图 2b 所示): (1)伴随裂纹扩展而新形成的前沿主畴变区边界; (2)残余畴变区的尾段上边界; (3)裂纹表面。这 3 段由约束反力产生的应力强度因子依次分别为  $\Delta K^{front}(\Delta a)$ ,  $\Delta K^{wake}(\Delta a)$  和  $\Delta K^{surface}(\Delta a)$ 。总的畴变效应为

$$K_{tip}(\Delta a) = 2[\Delta K^{front} + \Delta K^{wake}(\Delta a) + \Delta K^{surface}(\Delta a)] \quad (6)$$

采用数值求解方法可得到  $K_{tip}$  与  $\Delta a$  的关系曲线, 如图 3 所示。由图 3 可见, 随着  $\Delta a$  的增加,  $\Delta a$  的值呈单调下降。一旦  $K_{tip}(\Delta a)$  值下降到铁电陶瓷的本征断裂韧性值时, 裂纹将止裂(对应于图 3 中的 b 点)。当外加电场反向时, 裂纹尖端附近的电场相应改变方向,

此时裂尖附近铁电畴的极化方向与电场成钝角, 又回到类似于负电场加载的情况。电畴再次发生  $90^\circ$  翻转, 如图 2c 所示, 在裂尖重新形成 1 个由垂直的 AB 段和弯曲的 BC 段组成的主畴变区。

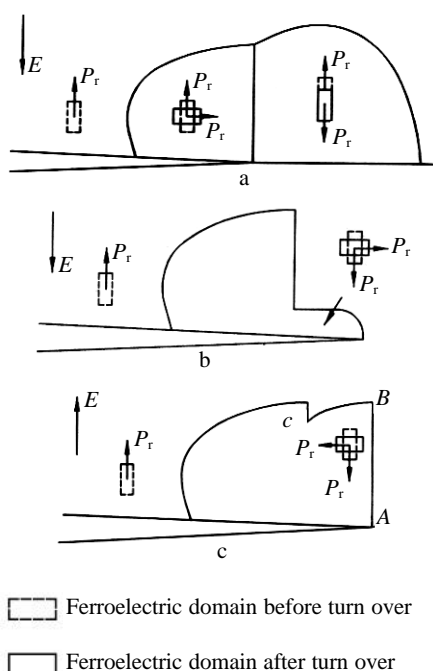


图 2 电致疲劳裂纹扩展示意图

Fig.2 Schematic illustrations for the expansion of a microcrack induced by an electric field

综合图 2c 中畴变区各段的贡献, 可知畴变约束应力将引致裂纹再次起裂扩展。计算结果如图 3 所示,

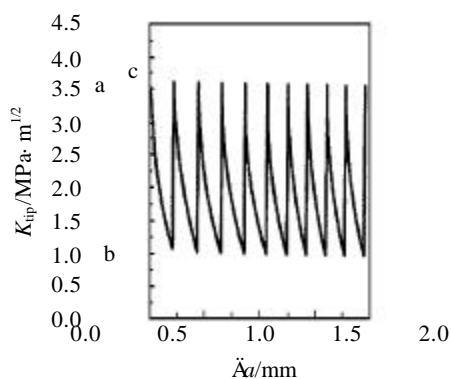


图 3  $K_{tip}(\Delta a)$  随裂纹扩展量的变化

Fig.3 Variations of  $K_{tip}$  with expansion of a microcrack

裂尖应力强度因子由 b 点跳至 c 点, 超过材料的本征断裂韧性。综上所述, 铁电陶瓷中的裂纹将在交变电场下重复着起裂、扩展、再起裂这一过程, 逐步向前扩展。 $K_{tip}(\Delta a)$  随着每次电场方向的翻转, 重复着由 a 点到 b 点到 c 点的过程。如图 3 所示,  $K_{tip}(\Delta a)$  曲线呈锯齿形状。由此可见, 电致疲劳裂纹扩展与循环塑性

流动所引起的机械疲劳裂纹扩展不同, 它是在特定的  $90^\circ$  和  $180^\circ$  畴变次序下, 由畴变应力的往复变化而导致的逐次解理断裂过程。由上述理论对裂纹扩展量进行估算, 得到的结果与实验观察到的一致。

基于畴变力学的电致疲劳模型具备了电致疲劳模型所要求的 4 个要素, 是现今提出的最为完整的模型。

## 4 结束语

综前所述, 近年来, 人们对于铁电陶瓷在交变电场下的疲劳现象有了一定的认识, 但是我们可以看到对该材料的工作可靠性和破损机制了解还是不够, 仍然存在许多亟待研究和澄清的问题, 如对于疲劳过程中的微裂纹和电畴行为的研究还很不完善, 学者们对于铁电陶瓷中电疲劳的起因及影响因素、微裂纹扩展的机理的推测常常彼此矛盾, 至今仍无一个合理的解释。目前的研究多集中于常温下的电疲劳, 而低温电疲劳较少有报道, 此外, 上述研究大多是考虑电场、力场和温度的单独作用对铁电材料机电性能的影响, 且缺少对畴变的现场观测。实际应用中, 铁电陶瓷材料通常都是在电场、温度场和力场等共同作用下工作, 因而过去对材料的畴变与材料的破损间的关系的研究不能从根本上阐明该材料的疲劳损伤失效机理。铁电陶瓷器件的可靠性和耐久性要求研究者对疲劳的本质有着清楚的认识, 进而找到解决方案, 因此, 进一步从根本上阐明铁电陶瓷材料的疲劳损伤失效机理, 寻求抗疲劳的铁电材料和改善铁电材料疲劳性能的措施将是今后的任务。

## 参考文献 References

- [1] Chen Daren(陈大任), Li Guorong(李国荣), Zhu Meigen(朱梅根). *Journal of Functional Materials and Devices*(功能材料与器件学报)[J], 1997, 3(4): 236
- [2] Zhou ji(周 济), Zhang Xiaowen(张孝文). *Materials Review* (材料导报)[J], 1992, 6: 3
- [3] Hwang H J, Tajima K, Sando M *et al.* *J Am Ceram Soc*[J], 1998, 81: 3 125
- [4] Jiang Q Y, Cao W W *et al.* *J Am Ceram Soc*[J], 1994, 77: 211
- [5] Yang Wei(杨 卫). *Mechatronic Reliability*(机电失效学)[M]. Beijing: Tsinghua University Press, 2001: 21
- [6] Mcquarrie M. *J Appl Phys*[J], 1953, 24: 1 334
- [7] Merz W J, Anderson J R. *Bell Lab Rec*[J], 1955, 33: 335
- [8] Anderson J R, Brady G W, Merz W J *et al.* *J Appl Phys*[J], 1955, 26: 1 387~1 389
- [9] Taylor G. *J Appl Phys*[J], 1967, 38: 4 697
- [10] Stewart W C, Cosentino L S. *Ferroelectrics*[J], 1970, 1: 149~167
- [11] Sakaj T, Ishikiriya M, Ryuji S. *Jpn J Appl Phys*[J], 1992,

- 31: 3 051
- [12] Levstik A, Bobnar V, Kutnjak Z *et al.* *J Phys D: Appl Phys*[J], 1998, 31: 2 894
- [13] Plessner K W. *Proc Phys Soc*[M]. London: Sect, 1956: 1 261
- [14] De Araujo C, Cuchiaro J D, Mcmillan L D *et al.* *Nature*[J], 1995, 374: 627
- [15] Ikegama S, Ueda J. *J Phys Soc Jpn*[J], 1967, 22: 725
- [16] Dederichs H, Arlt G. *Ferroelectrics*[J], 1986, 68: 281
- [17] Pan W Y, Zhang Q M, Jiang Q Y *et al.* *Ferroelectrics*[J], 1988, 88: 1
- [18] Tsurumi T, Kumano Y, Ohashi N *et al.* *Jpn J Appl Phys*[J], 1997, 36: 5 970
- [19] Nuffer J, Lupascu D C, Rodel J. *J Eur Ceram Soc*[J], 2001, 21: 1 421
- [20] Furuta A, Uchino K. *J Am Ceram Soc*[J], 1993, 76: 1 615
- [21] Carl K. *Ferroelectrics*[J], 1975, 9: 23~32
- [22] Hill M D, White G S, Hwang C S *et al.* *J Am Ceram Soc*[J], 1996, 79: 1 915
- [23] Chen C I, Kim S J, Kim H G. *Ferroelectrics*[J], 1991, 115: 35
- [24] Wang D, Fotinich Y, Carman G P. *J Appl Phys*[J], 1998, 83: 5 342
- [25] Lupascu D C, Nuffer J, Wallace J S *et al.* *SPIE*[J], 2000, 3 992: 209
- [26] Dausch D. *J Am Ceram Soc*[J], 1997, 80: 2 355
- [27] Dederichs H, Arlt G. *Ferroelectrics*[J], 1986, 68: 281
- [28] Pan W Y, Yue C F *et al.* *J Am Ceram Soc*[J], 1992, 75: 1 543
- [29] Jiang Q Y, Cross L E. *J Mat Sci*[J], 1993, 28: 4 536
- [30] Warren W L, Tuttle B A, Dimos D. *Appl Phys Lett*[J], 1995, 67: 1 426
- [31] Zhang N Y, Li L T, Gui Z L. *Mat Chem Phys*[J], 2001, 72: 5
- [32] Arlt G, Pertesv N A. *J Appl Phys*[J], 1991, 70: 2 283
- [33] Arlt G, Robels U. *Integ Ferroelect*[J], 1993, 3: 247
- [34] Bai Chenyang(白辰阳), Gui Zhilun(桂治轮), Li Longtu(李龙土). *Journal of Functional Materials*(功能材料)[J], 1999, 30: 515
- [35] Pan M J, Park S E *et al.* *J Am Ceram Soc*[J], 1996, 79: 2 971
- [36] Yoo I K, Desu S B. *Mater Sci Eng*[J], 1992, B13: 319
- [37] Yoo I K, Desu S B. *Phys Stat Sol*[J], 1992, 133: 565
- [38] Arlt G, Neumanna H. *Ferroelectrics*[J], 1988, 87: 109
- [39] Arlt G, Roebels U. *Integr Ferroelectr*[J], 1993, 3: 343
- [40] Wang D, Fotinich Y, Carman G P. *J Appl Phys*[J], 1998, 83: 5 342
- [41] Jiang Q Y, Subbarao E C, Cross L E. *J Appl Phys*[J], 1994, 75: 7 433~7 443
- [42] Jiang Q Y, Subbarao E C, Cross L E. *Acta Metall Mater*[J], 1994, 42: 3 687
- [43] Cao H C, Evans A G. *J Am Ceram Soc*[J], 1994, 76: 1 783~1 786
- [44] Weitzing H, Schneider G A, Steffens J, Hammer M. *J Eur Ceram Soc*[J], 1999, 19: 1 333
- [45] Lynch C S, Yang W, Collier L. *Ferroelectrics*[J], 1995, 166: 11~20
- [46] Lynch C S, Chen L, Suo Z. *J Intel Mater Sys Stru*[J], 1995, 6: 191~198
- [47] Lynch C S. *Acta Mater*[J], 1996, 44: 4 137~4 148
- [48] Zhu T, Fang F, Yang W. *J Mater Sci Lett*[J], 1999, 18: 1 025
- [49] Yang Wei(杨卫). *Advances in Mechanics*(力学进展)[J], 1996, 26: 338
- [50] Zhu T, Yang W. *J Mech Phys Solids*[J], 1999, 47: 81~97
- [51] Yang W, Zhu T. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structure*[J], 1998, 21: 1 361

## Fatigue of Ferroelectric Ceramics under an Alternative Electric Field

Chen Zhiwu<sup>1,2</sup>, Cheng Xuan<sup>2</sup>, Zhang Ying<sup>2</sup>

(1. South China University of Technology, Guangzhou 510640, China)

(2. Xiamen University, Xiamen 361005, China)

**Abstract:** Current research activities on the fatigue of ferroelectric ceramics are reviewed. Research progress in the fatigue mechanism, factors which influence fatigue behavior, and experimental techniques employed in the study of the fatigue are summarized. Various mechanisms for electric fatigue and different models of the electric-field-induced fatigue process are compared and discussed. Problems that need to be solved and clarified in order to gain a deep insight of fatigue mechanism are suggested.

**Key words:** ferroelectric ceramics; electric fatigue; electric-field-induced fatigue

Biography: Chen Zhiwu, Ph.D., South China University of Technology, Guangzhou 510640, P. R. China, Tel: 0086-20-87110061